

Document made available under the Patent Cooperation Treaty (PCT)

International application number: PCT/JP04/019210

International filing date: 22 December 2004 (22.12.2004)

Document type: Certified copy of priority document

Document details: Country/Office: JP
Number: 2003-432073
Filing date: 26 December 2003 (26.12.2003)

Date of receipt at the International Bureau: 24 February 2005 (24.02.2005)

Remark: Priority document submitted or transmitted to the International Bureau in compliance with Rule 17.1(a) or (b)



World Intellectual Property Organization (WIPO) - Geneva, Switzerland
Organisation Mondiale de la Propriété Intellectuelle (OMPI) - Genève, Suisse

24.12.2004

日本国特許庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出願年月日
Date of Application: 2003年12月26日

出願番号
Application Number: 特願2003-432073

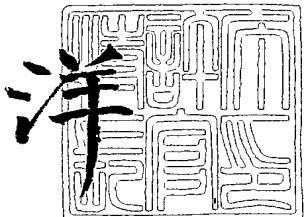
[ST. 10/C]: [JP2003-432073]

出願人
Applicant(s): 日本軽金属株式会社

2005年 2月10日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

小川



【書類名】 特許願
【整理番号】 P-012113
【あて先】 特許庁長官殿
【国際特許分類】 C22C 21/00
 F28F 1/12
【発明者】
【住所又は居所】 静岡県庵原郡蒲原町蒲原 1 丁目 34 番 1 号 日本軽金属株式会社
 グループ技術センター内
【氏名】 穴見 敏也
【発明者】
【住所又は居所】 静岡県庵原郡蒲原町蒲原 1 丁目 34 番 1 号 日本軽金属株式会社
 グループ技術センター内
【氏名】 趙 丕植
【発明者】
【住所又は居所】 静岡県庵原郡蒲原町蒲原 1 丁目 34 番 1 号 日本軽金属株式会社
 グループ技術センター内
【氏名】 小林 達由樹
【特許出願人】
【識別番号】 000004743
【氏名又は名称】 日本軽金属株式会社
【代理人】
【識別番号】 100109726
【弁理士】
【氏名又は名称】 園田 吉隆
【選任した代理人】
【識別番号】 100101199
【弁理士】
【氏名又は名称】 小林 義教
【手数料の表示】
【予納台帳番号】 058621
【納付金額】 21,000円
【提出物件の目録】
【物件名】 特許請求の範囲 1
【物件名】 明細書 1
【物件名】 要約書 1

【書類名】特許請求の範囲

【請求項1】

(a) Mg: 0.3~1.0wt%、Si: 0.3~1.5wt%、Cu: 1.0wt%以下(0%を含む)、Fe: 1.2wt%以下(0%を含む)を含有すると共に、必要に応じてMn: 0.1~0.7wt%および/またはCr: 0.1~0.3%を含み、残部AlからなるAl-Mg-Si系アルミニウム合金溶湯を、凝固時の平均冷却速度を20°C/s以上として双ベルト鋳造し、

(b) その際、鋳造機から出てくる鋳塊温度を250°C以下とし、

(c) その後均質化処理もしくは熱間圧延せずに冷間圧延のみで最終板厚まで圧延し、

(d) 連続焼鈍炉にて溶体化処理することを特徴とする、

ベークハード性に優れたAl-Mg-Si系アルミニウム合金板の製造方法。

【請求項2】

(a) Mg: 0.3~1.0wt%、Si: 0.3~1.5wt%、Cu: 1.0wt%以下(0%を含む)、Fe: 1.2wt%以下(0%を含む)を含有すると共に、必要に応じてMn: 0.1~0.7wt%および/またはCr: 0.1~0.3%を含み、残部AlからなるAl-Mg-Si系アルミニウム合金溶湯を、凝固時の平均冷却速度を20°C/s以上として双ベルト鋳造し、

(b) その際、鋳造機への溶湯注入から2分以内に鋳塊温度が250°C以下となるよう鋳塊を冷却し、

(c) その後均質化処理もしくは熱間圧延せずに冷間圧延のみで最終板厚まで圧延し、

(d) 連続焼鈍炉にて溶体化処理することを特徴とする、

ベークハード性に優れたAl-Mg-Si系アルミニウム合金板の製造方法。

【書類名】明細書

【発明の名称】ベークハード性に優れたAl-Mg-Si系アルミニウム合金板の製造方法

【技術分野】

【0001】

本発明は、Al-Mg-Si系合金板の製造方法に関する。本発明は、Alの他に必須の成分として所定量のMg、Siを含み、さらに場合によっては所定量のFe、Cu、MnおよびCrを含むAl合金溶湯を使用し、これを連続铸造する際、凝固時の平均冷却速度を20°C/s以上として铸造し、铸造機から出てくる際の铸塊温度を250°C以下とするか、あるいは、铸造機への溶湯注入から2分以内に铸塊温度が250°C以下となるように铸造を冷却し、さらに、その後均質化処理や熱間圧延をせずに冷間圧延のみで最終板厚まで圧延した後、連続焼鈍炉に於いて溶体化処理を行うことを特徴とするAl-Mg-Si系アルミニウム合金板の製造方法に関するものである。本発明によって得られるAl-Mg-Si系合金板は、ベークハード性に優れるので、その特性を生かして、自動車等の車両用、家庭電化製品用等の外板材あるいは建築材料等として幅広く活用することができる。

【背景技術】

【0002】

たとえば自動車用パネル材としては従来から冷延鋼板が使用されてきた。しかし、最近、燃費節減、排ガス低減などを目的とする車体の軽量化対策として、軽量で比強度が高く且つ成形加工性にも優れたAl合金材を使用する傾向が急速に高まっている。中でも、美観向上のために塗装処理して用いられることが多い自動車用Al系合金板としては、ベークハード性に優れたAl-Mg-Si系合金が注目され、一部で実用化が進められている。

【0003】

ところで、Al合金板の製造方法として従来から一般的に実施されているのは、半連続铸造法等によって製造した铸塊に面削処理や均質化熱処理を施した後、熱間圧延、冷間圧延、焼鈍等を順次行なう方法である。この様な工程を経て製造される従来のAl合金板は、プレス成形性が良好であると共に、ベークハード性も良好するために、需要者の要求を一応満足するものであった。

【0004】

ところが近年における需要者の要求は一段と厳しくなっており、軽量化を増進するためには更に高い強度を求める傾向があるばかりでなく、成形性やベークハード性においても一層の向上が望まれており、更には生産性向上によるコストダウンの要求もさらに高まっている。

【0005】

こうした要求に沿う比較的新しいAl合金板の製造技術として、連続铸造により移動帯板とした後、直ちに圧延工程に送って熱間圧延および冷間圧延を行なう手法（以下、連鑄・直送圧延法ということがある）を採用し、面削や均質化熱処理を省略する方法が検討されている（特開昭55-27497号、特公昭62-54182号等）。この方法によれば、面削や均質化熱処理の省略によるコストダウンを図ることができると共に、铸造工程で過飽和に固溶した固溶元素が均質化熱処理時に析出するといったことも起こらないので、固溶強化による高強度化も増進されるといった利点がある。

【特許文献1】特開昭55-27497号公報

【特許文献2】特公昭62-54182号公報

【0006】

Al合金溶湯を用いて連続铸造した後熱間圧延し、更に冷間圧延を行なってAl合金板を製造する際において、特に連続铸造、熱間圧延、冷間圧延および中間焼鈍の一連の工程における過飽和固溶元素の析出を可及的に抑制し、最終冷間圧延製品の強度を高めると共に、ベークハード性やプレス成形性を一層改善することのできる方法も提唱されている（特開平7-252616）。この方法は、特にMg、Mn、Siの様な合金元素の含有量が特定されたAl合金溶湯を使用し、これを連続铸造した後熱間圧延し、更に冷間圧延を行ってAl-Mg-Si系合金板を製造するものであるが、その際、連続铸造時および熱間圧延後の冷却速度を規定す

ると共に、その後に行なわれる冷間圧延後の熱処理条件を工夫することによって、プレス成形性やベークハード性等の改善されたAl-Mg-Si系合金板を得るものである。

【特許文献3】特開平7-252616号公報

【0007】

こうした連鉄・直送圧延法において採用される連続鉄造法として現在実用化されているのは、水冷式連続鉄造法（固定式の水冷式連鉄鉄型から板状に成形されて出てくる連鉄片を冷却水で直接冷却固化し、連続的に鉄造する方法）、ハンターエンジニアリング社で開発された双ロール鉄造法（回転する一対の冷却ロール間に溶湯を供給し、該ロール間で冷却固化することにより連続的に鉄造する方法）、ハザレー社で開発されたベルト式連続鉄造法（可動式の2つのベルト状冷却部材の間に溶湯を供給し、該ベルト間で冷却固化させながら連続的に板状に鉄造する方法）、スイス・アルミニウム社で開発されたブロック式連続鉄造法（可動式の2つのブロック状冷却部材の間に溶湯を供給し、該ブロック間で冷却固化させながら連続的に板状に鉄造する方法）などである。

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

ところが、現在実用化されている連鉄・直送圧延法では、連続鉄造および熱間圧延後に行なわれる冷間圧延工程で、加工割れなどを防止するために350～500℃程度の比較的低温で中間焼鉄が行なわれるが、この中間焼鉄工程で、過飽和固溶元素の析出が起こり、最終冷間圧延製品の高強度化を阻害するという問題が生じている。また、上述のような方法すなわち、特にMg、Mn、Siの様な合金元素の含有量が特定されたAl合金溶湯を使用し、これを連続鉄造した後に熱間圧延し、更に冷間圧延をなってAl-Mg-Si系合金板を製造する際に、連続鉄造時および熱間圧延後の冷却速度を規定すると共に、その後に行なわれる冷間圧延後の熱処理条件を工夫することによって、プレス成形性やベークハード性等の改善されたAl-Mg-Si系合金板を得る方法では、連続鉄造後の熱間圧延、冷間圧延後の熱処理が必要となるため、コスト高となり連続鉄造の利点を生かすことができないという問題がある。しかも、得られるAl合金板には、プレス成形性やベークハード性においても、尚改善の余地が残されている。

【課題を解決するための手段】

【0009】

本発明は、従来技術が有する上記の課題に着目してなされたものであって、Al-Mg-Si系アルミニウムを双ベルト鉄造する際、凝固時の平均冷却速度を20℃/s以上として鉄造して鉄造機から出てくる鉄塊温度を250℃以下とし、または、鉄造機への溶湯注入から2分以内に鉄塊温度が250℃以下となるように鉄塊を冷却し、さらに、その後均質化処理や熱間圧延せずに冷間圧延のみで最終板厚まで圧延した後、連続焼鉄炉にて溶体化処理することを特徴とする、ベークハード性に優れたAl-Mg-Si系アルミニウム合金板の製造方法に関するものである。

【0010】

上記課題を解決する第1の発明は、Mg:0.3～1.0wt%、Si:0.3～1.5wt%、Cu:1.0wt%以下（0%を含む）、Fe:1.2wt%以下（0%を含む）を含有すると共に、必要に応じてMn:0.1～0.7wt%および/またはCr:0.1～0.3%を含み、残部AlからなるAl-Mg-Si系アルミニウム合金溶湯を、凝固時の平均冷却速度を20℃/s以上として双ベルト鉄造し、その際、鉄造機から出てくる鉄塊温度を250℃以下とし、その後均質化処理もしくは熱間圧延せずに冷間圧延のみで最終板厚まで圧延し、連続焼鉄炉にて溶体化処理することを要旨とするベークハード性に優れたAl-Mg-Si系アルミニウム合金板の製造方法である。

【0011】

上記課題を解決する第2の発明は、Mg:0.3～1.0wt%、Si:0.3～1.5wt%、Cu:1.0wt%以下（0%を含む）、Fe:1.2wt%以下（0%を含む）を含有すると共に、必要に応じてMn:0.1～0.7wt%および/またはCr:0.1～0.3%を含み、残部AlからなるAl-Mg-Si系アルミニウム合金溶湯を、凝固時の平均冷却速度を20℃/s以上として双ベルト鉄造し、その際、

鋳造機への溶湯注入から2分以内に鋳塊温度が250°C以下となるよう鋳塊を冷却し、その後均質化処理もしくは熱間圧延せずに冷間圧延のみで最終板厚まで圧延し、連続焼鈍炉にて溶体化処理することを要旨とするベークハーハード性に優れたAl-Mg-Si系アルミニウム合金板の製造方法である。

【0012】

平均冷却速度を20°C/s以上とした理由は、平均冷却速度が20°C/s未満では、凝固時に粗大なMg₂Siが晶出しやすく、この粗大なMg₂Siは連続焼鈍炉による溶体化処理で十分溶け込ませることが難しいために、結果としてベークハーハード性が劣るからである。

【0013】

鋳造機から出てくる際の鋳塊温度を250°C以下とした理由は、当該温度が250°Cよりも高温の場合、鋳塊の冷却過程でMg₂Siが析出するため、連続焼鈍炉による最終板の溶体化処理に必要な温度・時間が増大すると共に、結果としてベークハーハード性が劣るためである。

【0014】

均質化処理もしくは熱間圧延しないこととした理由は、鋳造および冷却過程でMg₂Siの晶出、析出を抑えて、均質化処理もしくは熱間圧延するとMg₂Siが再析出するため、溶体化処理で十分溶け込ませることが難しくなり、結果としてベークハーハード性が劣るためである。

【0015】

溶湯注入から2分以内で250°C以下となるよう鋳塊を冷却することとした理由は、2分を過ぎるとMg₂Siの析出が起こるため、連続焼鈍炉による最終板の溶体化処理でこのMg₂Siをマトリックス中に十分に固溶させることが困難となり、結果としてベークハーハード性が劣るためである。

【0016】

鋳造機から出てくる際の鋳塊温度を250°C以下にするためには、鋳造機内で鋳塊体積1m³当たり約2200MJ以上の熱量を鋳塊から奪い去ることが必要である。これは、長さ1mの有効冷却長を持つ鋳造機で幅1m、板厚1cmの鋳塊を鋳造速度8m/分で鋳造する場合、鋳造機内の平均抜熱流密度3.0MW/m²以上で鋳造することに相当する。

【0017】

このように鋳造後の鋳塊温度を250°C以下とするか、または溶湯注入から2分以内に250°C以下となるよう鋳塊を冷却し、さらに、その後均質化処理もしくは熱間圧延せずに冷間圧延のみで最終板厚まで圧延することで、粗大なMg₂Siの析出を抑制することが可能となり、その後の連続焼鈍炉による溶体化処理の際に容易にMg₂Siがマトリックス中に固溶する。このことによって、Al-Mg-Si系合金の成分組成を適正に調整したこととも相まって、冷間圧延製品の高強度化が達成されると共に、その後に行なわれるベーキング処理後の耐力が上昇し、更にはプレス成形性についても一段と優れたAl-Mg-Si系合金板が実現されるのである。

【0018】

以下、本発明で定めるAl-Mg-Si系合金の成分組成および連続鋳造時や熱間圧延後の冷却条件などを含めた製造条件について詳細に説明する。まず、本発明で使用するAl-Mg-Si系合金の成分組成を定めた理由を説明する。

【0019】

Mg (0.3~1.0wt%) は、Mg₂Siを形成して高強度化に寄与する元素であり、前述の様な外板材等として必要な強度を確保するには0.3wt%以上含有させることが必要である。しかし、含有量が多過ぎると、成形性を悪化させるので、1.0wt%以下に抑えることもまた必要である。Mgのより好ましい下限値は0.4wt%、より好ましい上限値は0.8wt%である。

【0020】

Si (0.3~1.5wt%) は、上記MgとMg₂Siを形成して高強度化に寄与する元素であり、その添加効果を有効に發揮させるには0.3%以上含有させることが必要である。しかし含有量が多くなり過ぎると、プレス成形性に悪影響が表われるので、1.5wt%以下に抑えることもまた必要である。Siのより好ましい下限値は0.6%、より好ましい上限値は1.2wt%である。

ある。上述の様に、本発明においてMgとSiは、Al合金中にG. Pゾーンと称されるMg₂Si組成の集合体（クラスター）若しくは中間層を形成し、ベーリング処理による硬化に寄与する重要な元素である。

【0021】

Cu (1.0wt%以下) は、必ずしも必須というわけではないが、析出強化作用を有しているので、強度に対する要求が高い場合には積極的に含有させることが望ましい。しかし、多過ぎると成形性に悪影響が現れるので1.0wt%以下に抑えなければならない。強度と成形性のバランスを考えると、より好ましいCuの含有率は0.4~0.9wt%の範囲である。

【0022】

Fe (1.2%wt以下) も、必ずしも必須というわけではないが、強度を高める作用を有しているので、強度に対する要求が高い場合には積極的に含有させることが望ましい。しかし、多過ぎると成形性に悪影響が現れるので1.2wt%以下に抑えなければならない。強度と成形性のバランスを考えると、より好ましいFeの含有率は0.1~0.5wt%の範囲である。

【0023】

Mn (0.1~0.7wt%) は、固溶強化元素および結晶粒微細化元素として有効な元素であり、これらの作用を有効に発揮させるには少なくとも0.1wt%以上含有させなければならない。しかしながら多くなり過ぎると、固溶しきれないMn量の増大により成形性を悪化させる傾向が現れてくるので、0.7wt%以下に抑えなければならない。

【0024】

Cr (0.1~0.3wt%) は、何れも結晶粒微細化元素としての作用を有しており、その効果を有効に発揮させるには、下限値以上含有させなければならない。しかし、この含有量が上記上限値を超えると、金属間化合物が生成して成形性に悪影響が表わされてくる。これらの点を考慮すると、Crの好ましい含有量は0.1~0.3wt%の範囲である。

【0025】

本発明におけるAl合金の残部成分はAlと不可避不純物からなるものであり、不可避不純物としてはNi、Zn、Zr、V、Ti、Li等が例示されるが、それらは不可避的不純物量である限り、本発明で意図する性能を確保する上で格別の障害になることはない。次に、上記Al-Mg-Si系合金を用いた連続鋳造、冷間圧延などの各条件について説明する。

【0026】

連続鋳造における凝固時の平均冷却速度を上記の様に規定すると、強制固溶によって連続鋳造組織中のFeやSiに由来する晶出物量が減少すると共に、該晶出物サイズは平均サイズで2μm程度以下に微細化され、プレス成形性およびベークハーディングが著しく高められる。しかし、連続鋳造時における凝固時の平均冷却速度が上記速度未満になると、金属間化合物の晶出量が増大すると共にそのサイズも粗大となって満足の行くプレス成形性が得られなくなるばかりでなく、ベークハーディングも劣る。

【0027】

また、上記連続鋳造後、その後鋳造機から出てくる際の鋳塊温度を250℃以下とし、または、鋳造機への溶湯注入から2分以内に鋳塊温度が250℃以下となるように鋳塊を冷却し、さらに、その後均質化処理もしくは熱間圧延せずに冷間圧延のみで最終板厚まで圧延するという急速冷却を採用することによって、鋳塊冷却中の過飽和固溶成分の析出が抑えられて過飽和固溶量が保たれ、ベークハーディングに優れた板を製造することができる。ちなみに鋳造後の鋳塊温度が250℃を超えると、過飽和固溶成分の析出が起こってベークハーディングに劣る板が製造される。

【0028】

冷間圧延により最終板厚とした後、連続焼鉈炉にて530~570℃の範囲の温度で溶体化処理を行ない、次いで温水もしくは水で焼入を行なってから予備時効処理が行なわれる。このときの溶体化処理温度を上記の様に定めたのは、溶体化処理時における固溶元素の析出を抑えて十分な過飽和固溶量を保ち、強度を高めると共に、固溶元素量の増大によってベークハーディングを高めるためである。ちなみに溶体化処理温度が530℃未満では、溶体化処理中に析出が起こって強度を低下させるばかりでなく、ベークハーディングの向上効果も不十分である。

分となる。一方、570°Cを超える高温になると、結晶粒が粗大化すると共に共晶溶融によるバーニングを起こし、プレス成形性が悪化する。

【0029】

なお、上記溶体化処理後は、温水あるいは冷水を用いた焼入れの後、引き続き予備時効処理を行なうことにより、プレス成形性およびベークハーハード性の非常に優れたAl-Mg-Si系合金板を得ることができる。このときの焼入条件や時効熱処理条件は特に限定されないが、好ましい条件としては、焼入れ条件としては温水焼入を、また時効熱処理条件は60~200°Cで10分~8時間程度である。

【0030】

本発明では、上記の様にAl-Mg-Si系合金の成分組成を特定すると共に、該合金溶湯を用いた連続鋳造の際、凝固時の平均冷却速度を20°C/s以上として鋳造し、その後鋳造機から出てくる際の鋳塊温度を250°C以下とし、または、鋳造機への溶湯注入から2分以内に鋳塊温度が250°C以下となるように鋳塊を冷却し、その後均質化処理もしくは熱間圧延を行わずに冷間圧延のみで最終厚板まで圧延し、連続焼鈍炉による溶体化処理条件を設定したところに特徴を有するものであり、その他の条件には格別の制限はないが、その他の好ましい条件等について説明すると下記の通りである。

【0031】

本発明は、鋳塊の温度が250°C以下となるように連続鋳造し、或は連続鋳造された鋳片を、250°C以下に冷却して、一旦巻き取り、その後均質化処理もしくは熱間圧延を行わずに冷間圧延のみで最終厚板まで圧延し、連続焼鈍炉による溶体化処理条件を設定したところに特徴を有するものであり、それにより、連続鋳造後に一旦巻き取った後、冷却してから更に均質化処理もしくは熱間圧延を行なう方法に比べて熱ロスが少なく、且つ生産性を高める上でも効果的である。

【0032】

また本発明を実施するに当たっては、連続鋳造によって通常4~15mm程度の肉厚の板状鋳片を連続的に製造し、これを巻き取った後、冷間圧延することにより肉厚を0.1~1mmとし、更に連続焼鈍炉による溶体化処理、予備時効されたAl合金製品板が製造される。尚、ここで採用される連続鋳造法としては、前記した様な水冷式連続鋳造法、双ロール式連続鋳造法、ベルト式連続鋳造法、ブロック式連続鋳造法などを適宜選択して採用することができる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0033】

次に本発明の実施例を示すが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、本発明の趣旨に適合する範囲で適宜変更を加えて実施することも勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

【実施例1】

【0034】

実施例1

双ベルト鋳造機で厚み1cmの鋳塊を下記の条件にて鋳造した。

鋳造機の有効冷却長：1m

鋳造速度： 8m/分

注湯温度： 700°C

組成：Al、Mg:0.6wt%、Si:0.8wt%、Fe:0.2wt%、Mn:0.2wt%、Ti:0.01wt%

【0035】

鋳造機内での平均抜熱流密度を変えることで、鋳造直後の鋳塊温度が異なる鋳塊を得た。

その後、冷間圧延により1mmの板としたのち、545°C×15秒→温水焼入れの溶体化処理を行い、85°C×8時間の予備時効を施して、T4材とした。またT6材はT4材を1週間自然時効した後、170°C×30分の人工時効を行った。ベークハーハード性を評価するため、T4材およびT6

材の耐力を測定し、その差をピークハード性とした。なお、目標ピークハード性は100MPa以上である。さらに、均質化処理もしくは熱間圧延有無の影響を見るため、比較例として鋳塊を均質化処理もしくは熱間圧延した板のピークハード性も測定した。

【0036】

【表1】

番号	鋳造機内での平均抜熱流密度 (MW/m ²)	鋳造直後の鋳塊温度 (°C)	均質化処理	熱間圧延	T4-YS (MPa)	T6-YS (MPa)	ピークハード性	判定	
1	3.3	197	なし	なし	110	215	105	○	実施例
2	↑	↑	あり	なし	105	180	75	×	比較例
3	↑	↑	なし	あり	106	190	84	×	↑
4	2.8	330	なし	なし	109	198	91	×	↑

*均質化処理： 560°C × 6時間保持 → 炉冷

*熱間圧延： 560°Cまで昇温した後、圧延開始温度を550°Cとして4mmまで熱間圧延。その後冷間にて1mmまで圧延した。

【0037】

実施例2

双ベルト鋳造機で厚み1cmの鋳塊を下記の条件にて鋳造した。

鋳造機の有効冷却長：1m

鋳造速度： 8m/分

注湯温度： 700°C

組成：Al、Mg:0.6wt%、Si:0.8wt%、Fe:0.2wt%、Mn:0.2wt%、Ti:Mn-0.01wt%

【0038】

鋳造機出口に冷却装置をつけ、鋳造直後に鋳塊を冷却できるようにした。冷却装置を稼動した場合、鋳造直後には357°Cであった鋳塊温度は、冷却装置を通ることで鋳造機へ溶湯注入してから2分後に鋳塊温度は230°Cまで低下した。これに対し、冷却速度を稼動しなかった場合、鋳造機へ溶湯注入してから2分後の鋳塊温度は依然330°Cと高温であった。その後、冷間圧延により1mmの板としたのち、545°C × 15秒 → 湯水焼入れの溶体化処理を行い、85°C × 8時間の予備時効を施して、T4材とした。またT6材はT4材を1週間自然時効した後、170°C × 30分の人工時効を行った。ピークハード性を評価するため、T4材およびT6材の耐力を測定し、その差をピークハード性とした。なお、目標ピークハード性は100MPa以上である。

【表2】

番号	鋳造機内での平均抜熱流密度 (MW/m ²)	鋳造直後の鋳塊温度 (°C)	冷却装置	溶湯注入から2分後の鋳塊温度	T4-YS (MPa)	T6-YS (MPa)	ピークハード性	判定	
1	2.7	357	あり	230	108	211	103	○	実施例
2	↑	↑	なし	330	107	181	74	×	比較例

【書類名】要約書

【要約】

【課題】 アルミニウム合金版の高強度化、低成本化およびプレス成形性、ベークハード性の向上。

【解決手段】 Mg: 0.3~1.0wt%、Si: 0.3~1.5wt%、Cu: 1.0wt%以下(0%を含む)、Fe: 1.2wt%以下(0%を含む)を含有すると共に、必要に応じてMn: 0.1~0.7wt%および/またはCr: 0.1~0.3%を含み、残部AlからなるAl-Mg-Si系アルミニウム合金溶湯を、凝固時の平均冷却速度を20°C/s以上として双ベルト鋳造し、その際、鋳造機から出てくる鋳塊温度を250°C以下とし、その後均質化処理もしくは熱間圧延せずに冷間圧延のみで最終板厚まで圧延し、連続焼鈍炉にて溶体化処理することを特徴とするベークハード性に優れたAl-Mg-Si系アルミニウム合金板の製造方法。

【選択図】 なし

認定・付加情報

特許出願の番号	特願2003-432073
受付番号	50302142238
書類名	特許願
担当官	第五担当上席
作成日	0094 平成16年 1月15日

<認定情報・付加情報>

【提出日】	平成15年12月26日
-------	-------------

特願 2003-432073

出願人履歴情報

識別番号

[000004743]

1. 変更年月日

[変更理由]

住所

氏名

1996年 2月13日

住所変更

東京都品川区東品川二丁目2番20号

日本軽金属株式会社